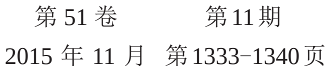
第 51 卷　第 11 期
2015 年 11 月　第 1333−1340 页



ACTA METALLURGICA SINICA

Vol.51　No.11
Nov. 2015　pp.1333−1340

铁素体球墨铸铁低温冲击断裂裂纹形核及扩展机理*

张新宁　曲迎东　李荣德　尤俊华

(沈阳工业大学材料科学与工程学院, 沈阳 110870)

摘 要 在低温下对QT400-18L铁素体球墨铸铁件进行Charpy缺口示波冲击实验, 测试温度对冲击过程中裂纹形核和裂纹扩展能力的影响, 采用OM观察分析不同温度下铁素体球墨铸铁裂纹萌生与扩展路径以及断口附近组织的演变规律. 结果表明, 韧脆转变温度以上, 冲击后断口附近大量石墨-基体界面发生开裂, 石墨界面开裂后产生的孔洞起到钝化裂纹和降低裂纹扩展速率的作用; 韧脆转变温度区间, 冲击试样表现为韧窝和解理混合断口形貌, 断裂模式和裂纹形核均与石墨球有关; 韧脆转变温度以下, 垂直交叉孪晶成核进而导致微裂纹扩展, 解理断裂主要是孪晶起裂, 这种形变孪晶引起的裂纹形核和扩展方式造成了裂纹形成功与裂纹扩展功的剧烈下降.

关键词 石墨球, 韧脆转变, 解理断裂, 形变孪晶

中图法分类号 TG143.5　**文献标识码** A　**文章编号** 0412-1961(2015)11-1333-08

MECHANISM OF CRACK NUCLEATION AND PROPAGATION OF FERRITE DUCTILE IRON DURING IMPACT FRACTURE UNDER LOW TEMPERATURES

ZHANG Xinning, QU Yingdong, LI Rongde, YOU Junhua

School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870

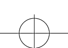
Correspondent: QU Yingdong, professor, Tel: (024)25497132, E-mail: quyingdong@163.com

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51274142), Natural Science Foundation of Liaoning Province (No.2014028015) and Program of Bureau of Shenyang Science and Technology (No.F15-199-1-15)

Manuscript received 2015−02−26, in revised form 2015−04−26

ABSTRACT Due to its excellent ductility and moderate strength, QT400-18L ferrite ductile iron has been widely used in producing core components of wind power equipment such as the hub of a wind turbine. Most of the researches have focused on the exploration of mechanical properties at low temperature, but none of them give the explanation on microcosmic mechanism of ductile iron during low temperature impact and the mechanism of crack nucleation and propagation of ferrite ductile iron during impact fracture has not been analyzed. In this work, the impact toughness of QT400-18L ferrite ductile iron was measured by V-notch Charpy impact test at different temperatures, the influence of low temperature impact toughness and the fracture behavior of ferrite ductile iron were discussed. The results show that the cleavage fracture resistance of QT400-18L ferrite ductile iron is reduced with the decrease of impact temperatures. Above ductile-brittle transition temperature (DBTT), most of the total fracture energies are expended during the crack propagation process. Below DBTT, both crack initiation energy and crack propagation energy decrease obviously. By using in situ fracture metallographic observation method, crack initiation and propagation of QT400-18L ferrite ductile iron under different temperatures were analyzed. Above DBTT,

* 国家自然科学基金项目51274142, 辽宁省自然科学基金项目2014028015和沈阳市科技局项目F15-199-1-15资助
收到初稿日期: 2015−02−26, 收到修改稿日期: 2015−04−26
作者简介: 张新宁, 女, 1987年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00121



graphite nodules play the role of crack blunting and reducing crack propagation rate; in DBTT range, the fracture morphology shows mixed fracture with cleavage and dimples, which are related to graphite nodules; below DBTT, deformation twins lead to the nucleation of microcrack and result in cleavage fracture, the deformation twinning could possibly play a significant role in the ductile to brittle transition of QT400-18L ferrite ductile iron.

KEY WORDS graphite nodule, ductile-brittle transition, cleavage fracture, deformation twin

近年来, 大型风力发电机组轮毂、底座等工作在低温环境中的球墨铸铁零部件需求量大增, 此类铸件对低温冲击性能指标的要求极为严格. QT400-18L球墨铸铁为常用的风电配件用球墨铸铁, 其韧性较好、强度较低, 因此在常温工作环境下不容易发生脆性断裂. 但在低温条件下, 其力学性能发生显著变化, 即强度提高, 而塑性和韧性降低, 容易发生脆性断裂[1~4]. 目前, 针对球墨铸铁的断裂失效行为研究较多, 魏秉庆等[5]和戴品强等[6]研究了抗磨贝氏体球墨铸铁的裂纹形核与扩展, 结果表明裂纹主要在石墨与基体之间界面形核, 尤其在不圆整石墨尖角处形核; 同时, 裂纹也在夹杂物与基体之间界面形核. 戴品强等[7,8]采用扫描电镜(SEM)和透射电镜(TEM)动态拉伸, 原位观察了奥氏体-贝氏体球铁断裂的微观过程, 研究了奥氏体-贝氏体球铁的组织结构和断裂的微观机理, 分析了石墨在断裂过程中的行为和基体组织对裂纹萌生与扩展的影响, 发现石墨-基体界面开裂后形成的孔洞可以起到钝化主裂纹、降低裂纹扩展速率的作用. 然而, 针对铁素体球墨铸铁低温冲击断裂行为的系统的研究较少, 且未针对球墨铸铁的韧脆转变的特点研究其微观断裂机理随温度的变化规律. 因此, 本工作对QT400-18L球墨铸铁V型缺口试样在不同温度进行冲击实验, 采用SEM对冲击断口形貌进行分析, 从宏观和微观方面研究了裂纹萌生、扩展以及解理裂纹的形成, 重点阐释在韧脆转变温度以下时, 球墨铸铁冲击过程的解理断裂行为, 从而探讨了球墨铸铁低温冲击断裂的机理.

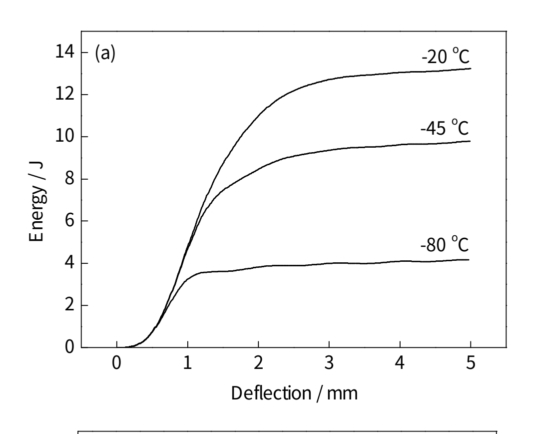
1 实验方法

实验原材料为低硅生铁和废钢, 在50 kg SL1400中频感应电炉中进行熔炼, 采用冲入法球化处理, 孕育剂覆盖在球化剂上, 并用75SiFe进行浮硅二次孕育, 获得合格的QT400-18L牌号球墨铸铁, 其化学成分(质量分数, %)为: C 3.82, Si 1.92, Mn 0.08, P 0.03, S 0.02, Fe余量. 在铸件上取V型缺口试样, 在不同温度下进行Charpy冲击实验, 实验按ISO 148-1-2009标准进行. 冲击实验在MTS示波冲击试验机上进行, 记录冲击过程的吸收能量曲线. 利用S-3400N型SEM观察冲击断口形貌. 为了对不同温度下整个冲击断裂过程中石墨球及其周围基体的变形, 包括裂纹的萌生和扩展过程进行直观的观察分析, 采用如下方法: 首先将球墨铸铁冲击试样V型缺口的2个侧面进行粗磨、细磨、抛光及腐蚀后, 在GX51光学显微镜(OM)下观察, 选取V型缺口附近的典型区域, 然后在20~−80 ℃下进行Charpy缺口冲击实验, 最后结合周围石墨球形貌特征来获得冲击前后同一区域的显微组织, 进而实现对球墨铸铁常低温冲击过程中裂纹萌生、扩展和瞬时断裂过程进行直观的系统的分析.

2 结果和分析

2.1 温度对铁素体球墨铸铁冲击性能的影响

图1为铁素体球墨铸铁冲击过程中载荷和吸收



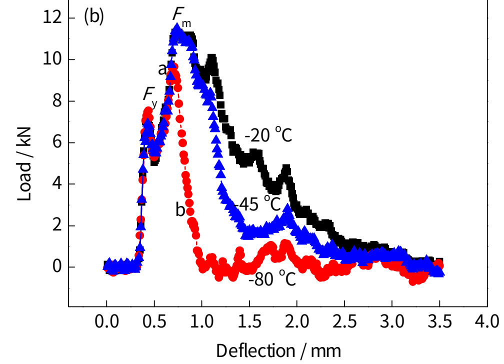


图1 铁素体球墨铸铁的冲击载荷和吸收能量在冲击过程中随位移的变化曲线

Fig.1 Variations of impact load (a) and absorbed energy (b) of ferrite ductile iron with deflection during impact at different temperatures (F_m—maximal dynamic load, F_y—yield load)

能量随位移变化的曲线. 由图可见, 在–20 ℃时, 球墨铸铁冲击断裂总吸收能量为13.23 J, 表现为韧性断裂模式; 在–45 ℃时, 断裂的球墨铸铁冲击断裂总吸收能量为9.79 J, 此时球墨铸铁处于韧脆转变阶段; 当温度降低到–80 ℃, 冲击断裂吸收能量仅为4.18 J, 表现为解理断裂. 在图1b中F_m和F_y点分别表示最大动态载荷和屈服载荷. F_m点左侧曲线的面积代表了裂纹形核能E_i, 其余区域则代表了裂纹扩展能E_p[9,10]. 可见, E_i和E_p均随温度下降而降低, 也就是说裂纹形核和裂纹扩展随温度降低变得更加容易[11]. 在–20 ℃, 球墨铸铁的韧性断裂裂纹形核能约占总能量的28%, 最大冲击载荷为11.38 kN; 在–45 ℃, 球墨铸铁的裂纹形核能约为总能量33%; 然而在–80 ℃, 这一比例约为40%, 这意味着裂纹萌生过程比裂纹扩展过程消耗更少的能量, 但随着温度的降低, 裂纹形核功所占的比例有所增加. 图1b中a~b段曲线几乎垂直于水平轴, 说明发生脆性断裂后, 裂纹迅速扩展, 试样对裂纹几乎没有抑制作用. 可见, 温度对冲击过程中裂纹形核和裂纹扩展能力均有明显影响: 韧脆转变温度以上, 裂纹形成功变化不大, 裂纹扩展功有所下降; 而韧脆转变温度以下, 裂纹形成功与裂纹扩展功均存在剧烈的下降[12,13].

2.2 不同温度下裂纹萌生扩展与断口形貌

图2为铁素体球墨铸铁在不同温度冲击时的断裂路径, 可见其差别十分显著: –20 ℃, 裂纹以“之”字形曲折扩展, –45 ℃, 裂纹曲折扩展起伏减小, 而当温度逐渐降至–80 ℃, 裂纹扩展路径趋于平坦.

2.2.1 –20 ℃冲击后裂纹萌生扩展及断口形貌

图3为铁素体球墨铸铁在–20 ℃的冲击断口形貌, 图中上方是V型缺口, 观察发现石墨球周围存在显微空洞, 显微空洞的形成是由石墨球与铁素体界面的脱开或基体的局部变形导致的. 铁素体与石墨球2相界面处形成显微空洞以后, 裂纹沿着应变方向扩展到铁素体晶粒中, 因此可以推断裂纹源为V型缺口附近石墨球周围形成的显微空洞.

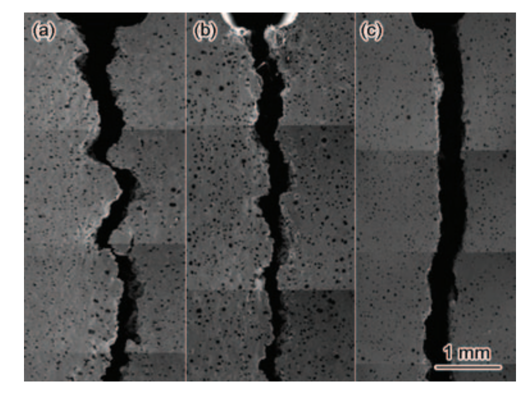


图2 铁素体球墨铸铁在不同温度冲击后的断裂路径

Fig.2 Fracture paths of ferrite ductile iron after impact at −20 ℃ (a), −45 ℃ (b) and −80 ℃ (c)

图4为铁素体球墨铸铁–20 ℃冲击前后断口附近的形貌. 由图4b可见冲击断裂路径, 在石墨与基体界面完全开裂后, 基体中形成一个形状与石墨相似的孔洞, 冲击断裂后石墨球与基体发生解体. 因此, 在冲击断口中可见一些不存在石墨球的韧窝. 由图中的断裂路径可见裂纹在经过石墨球时往往绕过石墨球通过石墨与基体界面进行扩展.

图5为铁素体球墨铸铁在–20 ℃冲击后断口附

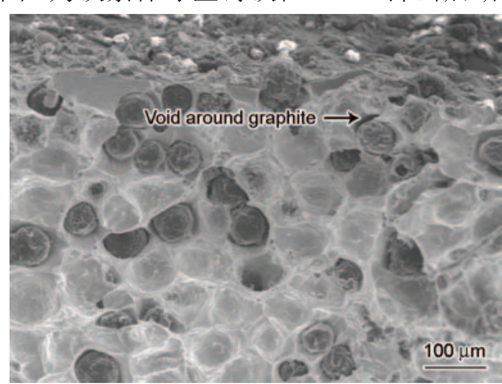


图3 铁素体球墨铸铁在–20 ℃冲击后V型缺口下方断口的SEM像

Fig.3 SEM image of fracture below V-notch of ferrite ductile iron after impact at –20 ℃

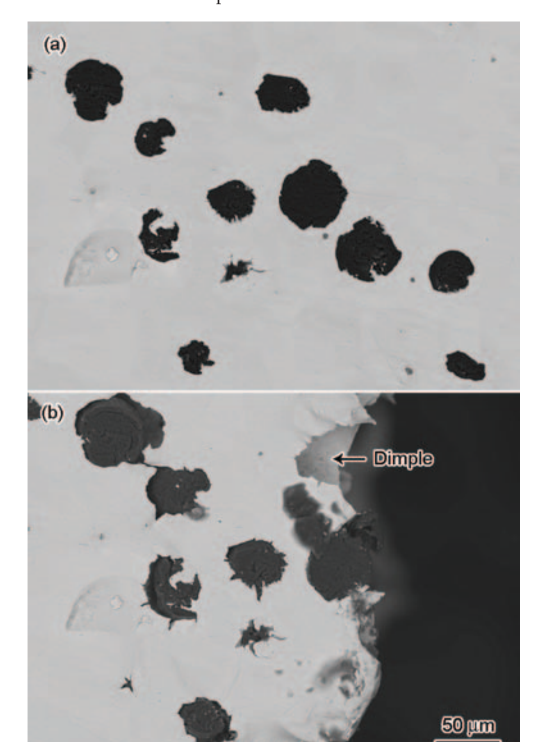


图4 铁素体球墨铸铁在–20 ℃冲击前后断口附近的形貌

Fig.4 Morphologies near fracture of ferrite ductile iron before (a) and after (b) impact at −20 ℃

近基体变形的形貌. 由图可见, 断面附近的基体表面褶皱不平, 且出现了波纹状的滑移痕迹, 这种波纹状滑移线是由交滑移造成的, 其滑移从一个滑移面借螺型位错的交滑移而移至另外一个滑移面, 当交滑移较多时, 在基体表面上就形成了波纹状的滑移线[14,15], 说明–20 ℃下铁素体球墨铸铁冲击试样缺口附近的基体经历了比较剧烈的塑性变形, 当基体的塑性变形超过某种限度时就会导致裂纹萌生和扩展[16].

图6为铁素体球墨铸铁在–20 ℃冲击后断口附近典型的石墨球周围显微空洞的形貌. 由图可见, 石墨球周围在试样断裂的拉伸轴方向形成显微空洞, 且石墨球周围基体有细小滑移带产生, 说明基体发生局部塑性变形, 且在石墨球内部发现有显微裂纹, 说明随着周围基体的塑性变形, 石墨球本身也发生了微量的变形.

图7为铁素体球墨铸铁在–20 ℃冲击后断裂处纵截面的SEM像. 由图可见, 石墨球之间的铁素体基体发生了剧烈的塑性变形, 且最后撕裂区分布着大量的抛物线状的细小韧窝, 这是由夹杂物形成的显微空洞在外力拉伸作用下形成的. 可见, –20 ℃冲击作用下铁素体基体为韧性撕裂, 且不含石墨球的铁素体基体的塑性变形量较大.

由以上分析可知, –20 ℃铁素体球墨铸铁冲击断裂基本过程为: 首先在石墨球与基体脱开, 之后发生铁素体的不均匀塑性变形, 显微裂纹萌生, 最后若干显微裂纹连接发展成主裂纹. 由于应力集中原因, 缺口根部附近的显微裂纹较易发展成主裂纹, 主裂纹前端又有若干显微裂纹萌生且扩展连接成较长的显微裂纹, 并沿扩展阻力较小. 消耗能量较低的途径与主裂纹前端呈快速跳跃式的连接, 直至完全断开. 上述过程并非截然分开而是相互重叠交叉[17,18].

2.2.2 –45 ℃冲击后裂纹萌生扩展及断口形貌

–45 ℃为铁素体球墨铸铁的韧脆转变温度, 是由韧窝断裂向解理断裂的过渡阶段. 图8为铁素体球墨铸铁在–45 ℃冲击后缺口附近断口形貌. 图中上方为V型缺口, 缺口下方的解理平面为裂纹源

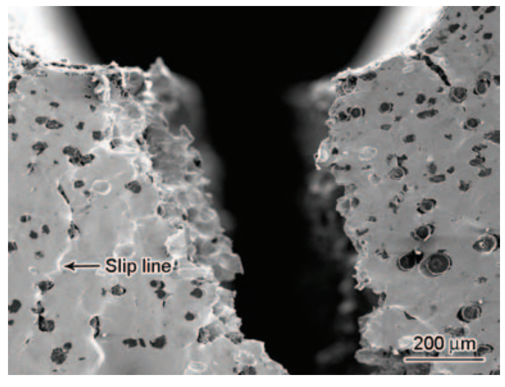


图5 铁素体球墨铸铁在–20 ℃冲击后断口附近基体变形的形貌

Fig.5 Deformation morphology of matrix of ferrite ductile iron after impact at –20 ℃

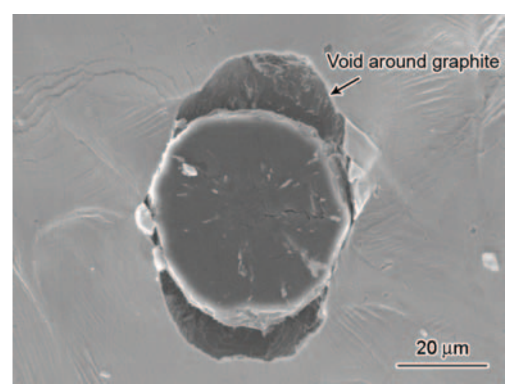


图6 铁素体球墨铸铁在–20 ℃冲击后石墨球周围显微空洞的形貌

Fig.6 Morphology of micro-void around graphite of ferrite ductile iron after impact at –20 ℃

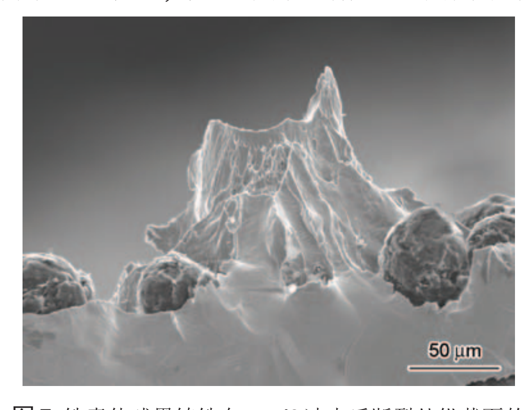


图7 铁素体球墨铸铁在–20 ℃冲击后断裂处纵截面的SEM像

Fig.7 SEM image of longitudinal section of fracture in ferrite ductile iron after impact at –20 ℃

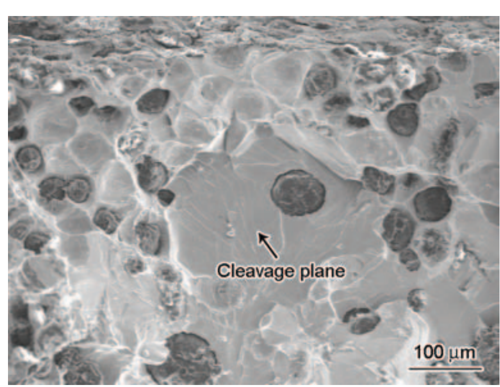


图8 铁素体球墨铸铁在–45 ℃冲击后V型缺口下方断口的SEM像

Fig.8 SEM image of fracture below V-notch of ferrite ductile iron after impact at –45 ℃

区. 在河流花样的起源处裂纹萌生时, 发现裂纹源处存在石墨球, 说明裂纹的引发与石墨球有关[19].

图9为球墨铸铁试样在–45 ℃冲击后靠近断面处的SEM像, 可见冲击断口附近基体内部存在开裂现象. 这些裂缝的表现形式多样化, 大多都始于石墨球, 终止于基体内部, 说明铁素体基体内部的开裂现象与石墨球的存在息息相关. 这种大面积的基体开裂现象仅仅存在于韧脆转变温度区内的冲击试样断口附近, 在此温度区间内基体不能发生足够的塑性变形, 因此产生开裂来释放应力.

图10为铁素体球墨铸铁在–45 ℃下冲击前后断口附近石墨形态的形貌. 对比图10a和b发现, 断口附近区域的石墨球在冲击断裂前后变化明显. 冲击断裂后, 根据石墨本身的形状特征, 在其周围即石墨球与基体界面处形成了形状各异的空洞. 石墨球在冲击断裂后均发生了石墨-基体界面处的径向开裂, 石墨球内部也有开裂现象; 一些形状不规则的石墨在其周围基体中还产生了一些显微裂纹, 因此可以认为这些石墨在低温冲击过程中起到了一定的裂纹源作用.

对比–20 ℃冲击断裂后的铁素体球墨铸铁中的石墨球及其周围基体特征发现, –45 ℃时石墨球与周围基体更容易发生开裂现象, 而石墨球周围的基体变形也没有–20 ℃冲击作用下那样剧烈, 基体中未出现大量波纹状滑移线. 图11为铁素体球墨铸铁在–45 ℃冲击后断口处石墨球周围基体变形的形貌. 由图11a中可见, 断口处石墨球周围基体上具有较少量的滑移线. 石墨球周围一部分基体发生了塑性变形, 而另一部分基体发生了解理断裂(图11b). 可见, 在–45 ℃冲击后, 石墨球周围基体表现出韧脆混合的断裂特征.

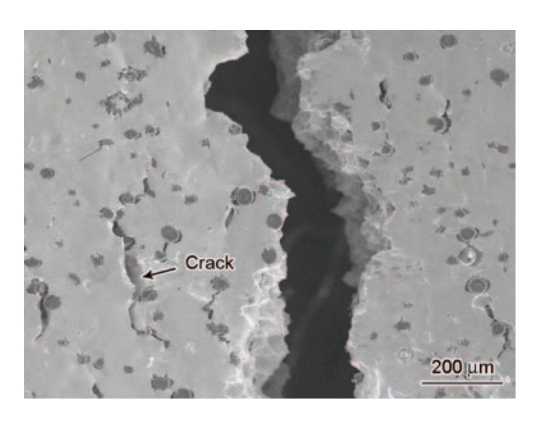


图9 铁素体球墨铸铁在–45 ℃冲击后靠近断面处的SEM像

Fig.9 SEM image near fracture of ferrite ductile iron after impact at –45 ℃

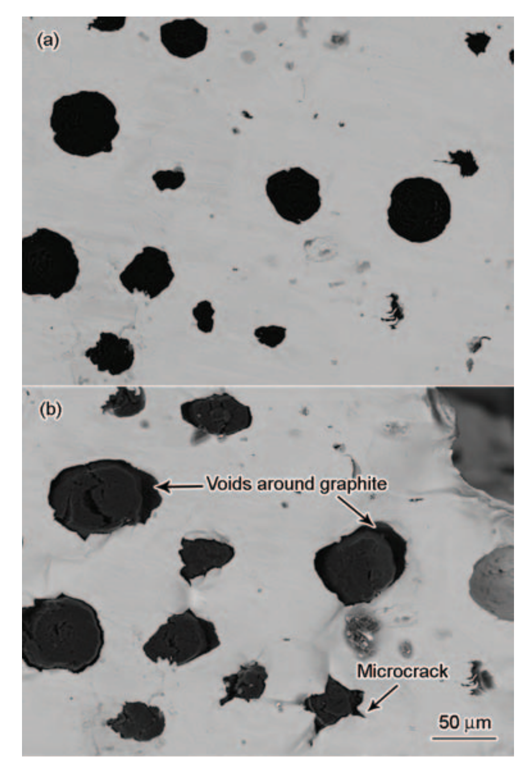


图10 铁素体球墨铸铁在–45 ℃冲击前后断口附近石墨形态的形貌

Fig.10 Graphite morphologies near fracture of ferrite ductile iron before (a) and after (b) impact at –45 ℃

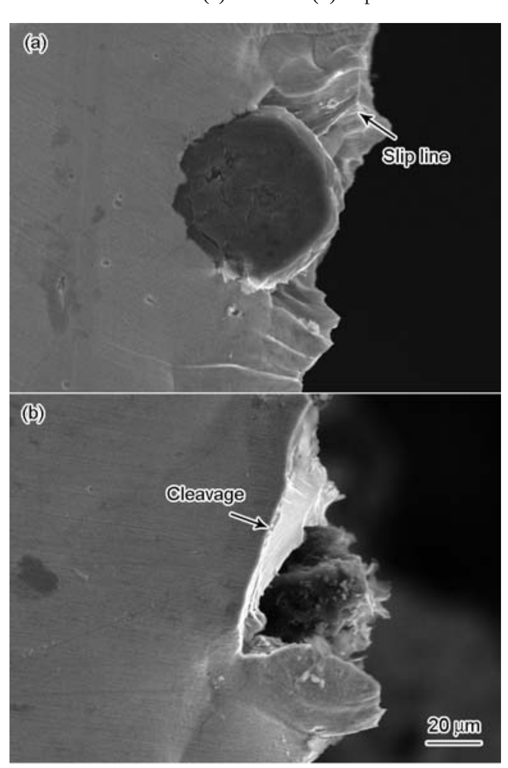


图11 铁素体球墨铸铁在–45 ℃冲击后断口处石墨球周围基体变形的形貌

Fig.11 Deformation morphologies of slip line (a) and cleavage (b) of matrix around graphite of ferrite ductile iron after impact at –45 ℃

2.2.3 –80 ℃冲击后断口形貌及裂纹萌生机理

图 12 为铁素体球墨铸铁在–80 ℃冲击后断口的 SEM 像. 由图可见, 解理平面裂纹扩展主要穿过晶界. 在铁素体球墨铸铁材料中, 解理断裂区通常反映出晶粒的大小. 不同位向的晶界会阻止解理开裂, 结果就形成了各式各样排列的台阶. 当解理裂纹穿过扭转晶界时, 由于界面两侧解理面位向不同, 解理面不能简单地穿过晶界, 而在解理裂纹与晶界相交造成的应力集中处重新形核, 新胚核在新晶粒中扩展, 并且随着裂纹扩展又相互汇合构成解理台阶[20]. 图 13 为铁素体球墨铸铁解理断裂过程示意图, 裂纹扩展方向如箭头所示, 可见低温解理断裂过程由 3 个连续阶段组成, 即微裂纹在球墨铸铁中石墨球与基体界面处萌生、微裂纹穿过石墨球与基体界面的扩展和铁素体基体控制的裂纹扩展.

与–45 ℃冲击断口附近基体开裂情况相比, –80 ℃时, 断口附近基体只发现有少部分的开裂及一些尺寸较小的微裂纹. 而其断裂边缘的特征则变化十分明显, 对比–45 ℃冲击断裂后断裂边缘的石墨球及其周围基体特征发现, –80 ℃冲击作用下, 基体出现光滑的断裂表面, 且观察发现有部分断面表现出台阶状断口, 石墨球本身几乎不发生形变(图 14a); 石墨球周围的基体变形也几乎微乎其微, 对于单个石墨球周围而言, 其周围基体几乎为一平面, 说明其周围基体发生了大断面的解理断裂, 结果如图 14b 中的解理面及解理面上的河流花样所示.

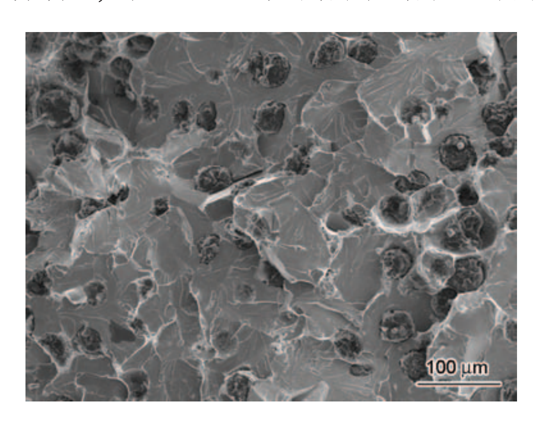


图 12 铁素体球墨铸铁在–80 ℃冲击后断口的 SEM 像

Fig.12 SEM image of fracture of ferrite ductile iron after impact at –80 ℃

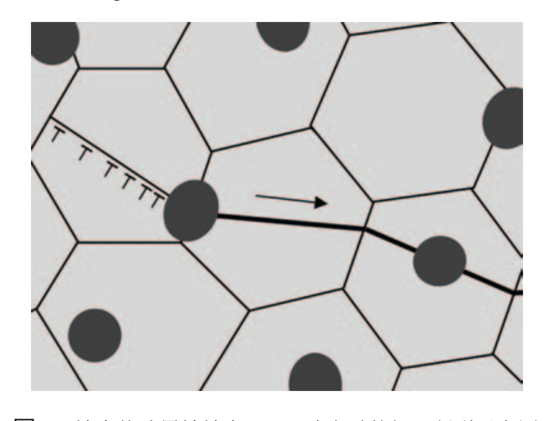


图 13 铁素体球墨铸铁在–80 ℃冲击时的解理断裂示意图

Fig.13 Schematic of cleavage fracture of ferrite ductile iron after impact at –80 ℃ (Arrow indicates crack propagation direction)

值得注意的是, 当冲击温度降低到–80 ℃时, 解理平面上出现大量的舌状花样. 研究[21]表明, 舌状花样是由于一个解理裂纹转向进入一个初生态的孪晶、已经形成的孪晶或者进入孪晶成形时在孪晶-基体交界面上产生的一个裂纹所造成的. 解理舌的形成与解理裂纹沿形变孪晶与基体之间的界面扩展有关. 此种形变孪晶是当解理裂纹以很高的速度向前扩展时, 在裂纹前端形成[22]. 球墨铸铁基体中的舌状花样往往成组出现在伴有石墨球的尺寸较大的解理平面上且 2 组舌状花样互相垂直, 如图 15 所示. 将互相垂直的舌状花样的模型和相互垂直的 2 组孪晶联系起来, 直线[110]和一些沿着舌状花样底部的[$\bar{1}$10]直线是主裂纹解理面{100}与孪晶面{112}相交的痕迹. 一个台阶的各棱边与舌状花样的底部十分吻合(图 16). 因此球墨铸铁韧脆转变温度

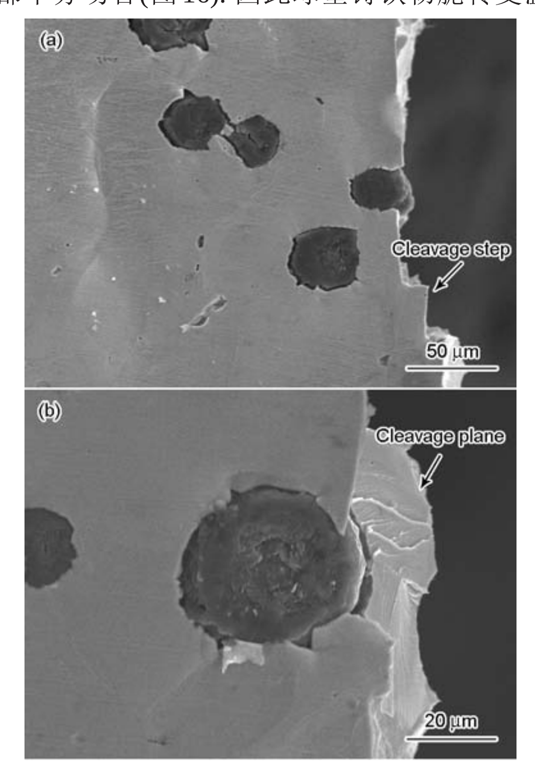


图 14 铁素体球墨铸铁在–80 ℃冲击后断口附近组织的形貌

Fig.14 Morphologies near fracture of ferrite ductile iron after impact at –80 ℃

(a) cleavage step (b) river pattern

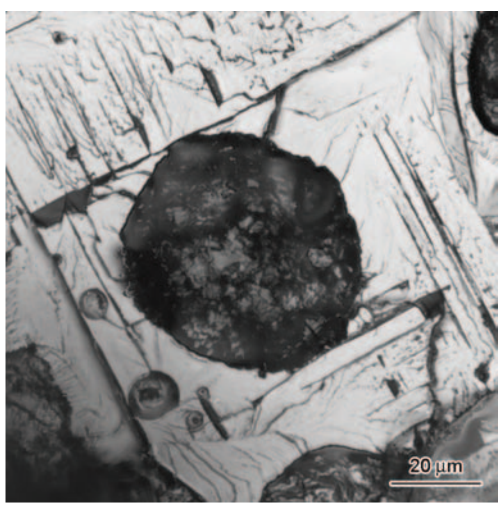


图 15　铁素体球墨铸铁在–80 ℃冲击后石墨球周围舌状花样的SEM像

Fig.15　SEM image of cleavage tongue around graphite of ferrite ductile iron after impact at –80 ℃

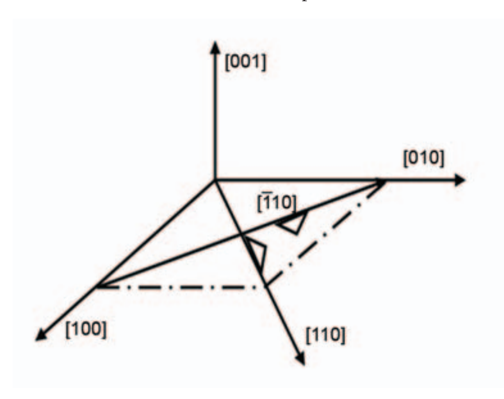


图 16　舌状花样模型示意图

Fig.16 Schematic of cleavage tongue model

以下冲击断裂过程中孪晶引发的解理断裂的微观机制为“垂直交叉形变孪晶引起微裂纹萌生和扩展”. 据此可以推断, 球墨铸铁在韧脆转变温度以下的解理断裂主要是由于孪晶起裂.

在韧脆转变温度以下的冲击断裂过程中, 形变孪晶的产生条件是外加应力达到屈服强度水平, 由于形变孪晶产生的应力集中导致解理断裂的发生, 因此产生临界尺寸的形变孪晶是解理断裂的临界条件. 假定在孪晶处产生应力集中, 应力集中因子 q 与孪晶尺寸 p 成正比, 因此孪晶尺寸越大所产生的应力集中越大[23,24]. 根据Griffith解理断裂的能量准则, 初始裂纹的解理断裂应力 σ_f 为:

$$\sigma_f = q_c(\sigma_y - \sigma_i) = \left(\frac{2E\gamma}{b}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{1}$$

式中, σ_y 为屈服应力, σ_i 为晶格摩擦阻力, γ 为有效表面能, E 为弹性模量, b 为Burgers矢量模, q_c 为使

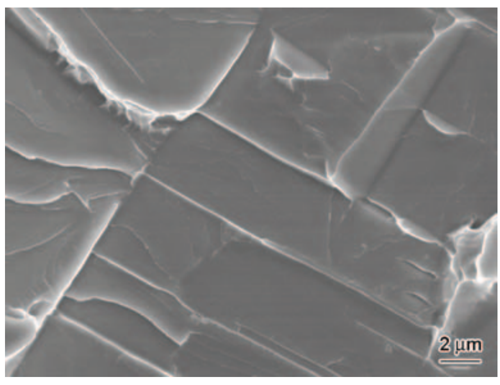


图 17　铁素体球墨铸铁在–80 ℃冲击后形变孪晶的SEM像

Fig.17　SEM image of deformation twins on fracture of ferrite ductile iron after impact at –80 ℃

局部应力提高到断裂应力所需的临界应力. 屈服应力 σ_y 为:

$$\sigma_y = \sigma_i + kd^{-\frac{1}{2}} \tag{2}$$

式中, d 为晶粒尺寸, k 为与晶体类型有关的常数, 因此得到:

$$q_c = \frac{d^{\frac{1}{2}}}{k}\left(\frac{2E\gamma}{b}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{3}$$

设孪晶尺寸 p 为:

$$p = qb \tag{4}$$

则产生临界应力 q_c 所需要的临界孪晶尺寸 p_c 为:

$$p_c = \frac{d^{\frac{1}{2}}}{k}(2E\gamma b)^{\frac{1}{2}} \tag{5}$$

根据文献[24], 在孪生解理区有 $k \approx 2\times10^7$ N/m^2, $E \approx 170$ GPa, $\gamma \approx 12$ J/m^2, $b \approx 2.48\times10^{-10}$ m, $d \approx 5.6\times10^{-5}$ m, 代入式(5)得 $p_c = 3.78\times10^{-7}$ m. 图 17 为球墨铸铁在 –80 ℃冲击后的断口中的形变孪晶的SEM像. 测得形变孪晶的平均厚度为500 nm左右, 与计算数据相符且大于临界孪晶尺寸, 说明一定数量的大于临界尺寸的形变孪晶的生成导致解理裂纹的萌生. 随着温度的降低基体出现形变孪晶的数量增加, 正是由于这种形变孪晶引起的裂纹萌生、扩展方式造成了–80 ℃下冲击时裂纹形成功与裂纹扩展功的剧烈下降.

3　结论

(1) 韧脆转变温度以上铁素体球墨铸铁冲击断裂基本过程为: 首先在石墨球与基体脱开, 之后是铁素体基体的不均匀塑性变形, 第三阶段是显微裂纹萌生, 最后是若干显微裂纹连接发展成主裂纹. 上述4个过程相互重叠交叉进行.

(2) 在韧脆转变温度区间由于石墨球和夹杂物的存在引发解理裂纹, 石墨球周围基体表现出韧脆混合断裂特征, 在缺口附近的断口处存在凸起的台阶形貌且断口附近基体出现明显的开裂现象.

(3) 在韧脆转变温度以下解理断口中出现形变孪晶, 测得形变孪晶的平均厚度为500 nm左右, 大于临界孪晶尺寸, 此时形成一定量大于临界尺寸的形变孪晶是裂纹裂纹萌生的条件. 随着温度的降低基体中出现形变孪晶的数量增加, 这种形变孪晶引起的裂纹萌生、扩展方式造成了–80 ℃下冲击时裂纹形成功与裂纹扩展功的剧烈下降.

参考文献

[1] Qi Z C, Bo K W. *China Foundry*, 2008; 5(2): 82

[2] Labrecque C, Gagne M. *Can Met Quart*, 1998; 37: 343

[3] Haušild P, Nedbal I, Berdin C. *Mater Sci Eng*, 2002; A335: 164

[4] Sertucha J, Lacaze J, Serrallach J. *Mater Sci Technol*, 2012; 28: 184

[5] Wei B Q, Liang J, Gao Z D, Wu D H. *J Tsinghua Uni (Sci Technol)*, 1996; 26: 56
(魏秉庆, 梁 吉, 高志栋, 吴德海. 清华大学报(自然科学版), 1996; 26: 56)

[6] Dai P Q, He Z R, Mao Z Y. *J Iron Steel Res*, 2001; 13(6): 47
(戴品强, 何则荣, 毛志远. 钢铁研究学报, 2001; 13(6): 47)

[7] Dai P Q. *PhD Dissertation*, Zhejiang University, Hangzhou, 2002
(戴品强. 浙江大学博士学位论文, 杭州, 2002)

[8] Dai P Q, He Z R, Zheng C M, Mao Z Y. *Mater Sci Eng*, 2001; A42: 531

[9] Ibrahim O H, Elshazly E S. *J Mater Eng Perform*, 2013; 22: 584

[10] Tanguy B, Besson J, Piques R. *Eng Fract Mech*, 2005; 72: 413

[11] Toshiro K, Isamu Y, Mitsuo N. *Eng Fract Mech*, 1986; 24: 773

[12] Marushchak P O, Bishchak R T, Gliha B. *J Mater Sci*, 2011; 46: 568

[13] Tang Z T. *Phys Exam Testing*, 2004; (4): 5
(唐振廷. 物理测试, 2004; (4): 5)

[14] Masaki T, Tatsuro O, Toshihiro T, Kenji H. *ISIJ Int*, 2012; 52: 915

[15] Christian J W, Mahajan S. *Prog Mater Sci*, 1995; 39: 1

[16] Pineau A. *Int J Fract*, 2006; 138: 139

[17] Ratto P J, Ansaldi A F, Fierro V E, Alvarez H N, Sikora J A. *ISIJ Int*, 2001; 41: 372

[18] Zenjiro Y, Yoichi K, Ken'ichi S, Hideharu M, Toshiki Y. *Mater Trans*, 2006; 47: 82

[19] Brooks C R, translated by Xie F J, Sun J X. *Failure Analysis of Engineering Material*. Beijing: Machine Industry Press, 2003: 256
(Brooks C R著, 谢斐娟, 孙家骧译. 工程材料的失效分析. 北京: 机械工业出版社, 2003: 256)

[20] Junaidi S, Toshihiro T, Setsuo T. *ISIJ Int*, 2003; 43: 1100

[21] Ni C H, Wang F C, Xu Q. J *Beijing Inst Technol*, 2011; 8: 984
(倪川皓, 王富耻, 徐 强. 北京理工大学学报, 2011; 8: 984)

[22] Smida T, Bosansky J. *Mater Sci Eng*, 2000; A287: 107

[23] Myagchilov S, Dawson P R. *Mater Sci Eng*, 1999; A7: 975

[24] Li J, Zhong Q P. *Ordnance Mater Sci Mech*, 1984; 2(8): 64
(李 洁, 钟群鹏. 兵器材料与力学, 1984; 2(8): 64)

(责任编辑:罗艳芬)

